

## СЕКЦИЯ 4. ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ ПРИ ДЕФОРМАЦИОННОМ И ТЕРМИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

### ВЫСОКОПРОЧНЫЕ АУСТЕНИТНО-ФЕРРИТНЫЕ И ФЕРРИТНЫЕ СТАЛИ

*Левина А.В., Шарапова В.А., Демидов С.А.*

*Руководители – проф., д.т.н. Мальцева Л.А., доц., к.т.н. Мальцева Т.В.*  
Уральский федеральный университет имени первого президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург  
**mla44@mail.ru**

В настоящей работе проводилась разработка и исследование принципиально новых сплавов аустенитно-ферритного и ферритного классов, поиск основных способов и механизмов получения высокопрочного состояния с целью получения уникальных функциональных свойств.

Одним из объектов исследования фазовых и структурных превращений при деформационно-термических обработках являлась практически безуглеродистая аустенитно-ферритная сталь 03X14H10K5M2Ю2Т [1]. Эта сталь отличается от используемых в промышленности аустенитно-ферритных сталей высокой технологичностью в закаленном состоянии в связи с пониженным содержанием углерода, отсутствием тепловой хрупкости при старении вследствие подавления процесса сигматизации в результате дополнительного легирования алюминием и кобальтом. Разработанная аустенитно-ферритная сталь была предназначена для получения высокопрочной проволоки для медицинского инструмента. При разработке технологии проволоки из данной стали использовались все возможные механизмы упрочнения для достижения высокопрочного состояния: твердорастворное упрочнение 2-х матричных растворов; деформационное упрочнение вследствие увеличения дефектности  $\gamma$ - и  $\delta$ -твердых растворов; деформационное упрочнение вследствие метастабильности ГЦК-фазы; дисперсионное твердение пересыщенных твердых растворов с выделением интерметаллидных фаз. Изучение вклада каждого из механизмов упрочнения являлось одной из основных задач данного исследования. Проведенные исследования для изучаемой аустенитно-ферритной стали 03X14H10K5M2Ю2Т показали, что равновесное соотношение основных структурных составляющих двухфазных сталей – аустенита и  $\delta$ -феррита – в сильной степени зависит от состава стали и температуры нагрева, поэтому температурой нагрева под закалку выбрана температура 950-1000° после охлаждения с которой соотношение аустенита и феррита составляет 50:50. Следует отметить, что  $\delta$ -феррит исследуемой стали

обладает аномально высокой твердостью ( $\geq 500$  HV), в то время как твердость аустенита невысокая ( $\approx 200$  HV). Методом электронной микроскопии установлено, что из  $\delta$ -феррита выделяются достаточно дисперсные частицы сферической формы интерметаллидной фазы (Fe,Ni)Al с решеткой B2 присутствие которых в  $\delta$ -феррите приводит к его аномально высокой твердости как в закаленном, так и состаренном состояниях, в то время как аустенит свободен от выделений. Объемы элементарных ячеек  $\delta$ -фазы и выделяющихся частиц (Fe,Ni)Al практически одинаковы: на микродифракционных картинах основные рефлексы от решетки B2 совпадают с одноименными рефлексами, полученными при отражении от ОЦК решетки  $\delta$ -феррита, об образовании упорядоченных частиц (Fe,Ni)Al можно судить лишь по появлению сверхструктурных рефлексов на электронограммах. Очень маленький объемный эффект образующихся в  $\delta$ -феррите частиц (Fe,Ni)Al и их форма свидетельствуют о том, что формирование такой структуры происходит с максимально возможным выигрышем энергии, а также указывает на то, что образование этих частиц идет по гомогенному механизму. По нашему мнению, объемная доля выделяющихся в  $\delta$ -феррите частиц с решеткой B2 определяется содержанием алюминия в данном сплаве, который имеет очень сильную связь с атомами никеля и железа, что обуславливает возникновение высокопрочных частиц (Fe,Ni)Al, характеризующихся высокой энергией упорядочения между атомами.

Аустенит исследуемой стали 03X14N10K5M2Ю2Т является деформационно-нестабильным и при деформации  $\epsilon=2,0$  практически полностью превращается в мартенсит деформации. В интервале температур 400-500°C происходит распад пересыщенного ОЦК-твердого раствора с выделением упорядоченной интерметаллидной фазы (Fe,Ni)Al. Таким образом, разработанная сталь склонна к старению (незначительному после закалки и в большей степени после деформации), причем достижение наиболее высоких прочностных свойств осуществляется при температурах 480..500°C.

С целью оптимизации состава аустенитно-ферритных сталей были разработаны и изучены стали более экономного легирования, которые имели другое соотношение структурных составляющих. Уменьшение количества аустенитообразующих элементов (Ni) и увеличение количества ферритообразующих элементов (Al) привело к созданию стали ферритного класса. Ферритные стали, легированные хромом применяются для изготовления изделий, работающих в окислительных средах. Хромистые ферритные стали имеют крупный недостаток: они могут охрупчиваться в процессах технологических нагревов и длительных выдержек при повышенных температурах во время эксплуатации. В них возможна хрупкость при выдержках в интервале температур 400-500° С, хрупкость при 600-800° С (в связи с образованием  $\sigma$ -фазы) и хрупкость вследствие образования чрезмерно крупных зерен, например при сварке. Хрупкость

хромистых ферритных сталей трудно, а часто и невозможно устранить последующей обработкой, что сужает возможности их практического использования[2]. Поэтому решалась задача создания ферритной коррозионностойкой стали, обладающей более высоким комплексом физико-механических свойств (прочность, коррозионная стойкость) в закаленном и состаренном состоянии и в то же время, которая была бы не подвержена хрупкости при нагреве. Образцы из исследуемой стали 03X13H8M2Ю3Т после закалки имели твердость образцов по Виккерсу  $\approx 400-475\text{HV}_{5/12,5}$ . Рентгеноструктурное исследование показало, что структура исследуемой стали состоит практически из 90 % феррита, незначительного количества упрочняющей упорядоченной интерметаллидной фазы (FeNi)Al и  $\approx 10\%$  аустенита. Выделение вторичного аустенита по границам зерен играет роль вязких прослоек, тормозящих распространение хрупких трещин разрушения, резко понижая при этом порог хладноломкости и повышая ударную вязкость материала при комнатной температуре.

Закаленные от  $1000^\circ\text{C}$  в воду образцы подвергались старению в интервале температур  $300-600^\circ\text{C}$ . Показано, что наибольшее упрочнение стали достигается после старения при  $500^\circ\text{C}$  в течение 1 ч. Твердость закаленных образцов после старения повышалась от 475 до 530  $\text{HV}_{5/12,5}$  и микротвердость – от 650 до 800  $\text{HV}$ . Охрупчивания, свойственного ферритным сталям в интервале температур  $400-500^\circ\text{C}$  не наблюдалось, так как алюминий приводит к подавлению выделения  $\sigma$ -фазы [3]. Упрочнение, получаемое при старении, происходит за счет дополнительного выделения из ОЦК-фазы (феррита) той же интерметаллидной фазы (FeNi)Al.

Для оценки поведения при деформации образцы исследуемой закаленной стали 03X13H8M2Ю3Т были подвергнуты деформации сжатием до  $\varepsilon = 0,6$  без разрушения целостности образца. При этом предел текучести увеличился с 565 в закаленном состоянии до 1125 МПа.

Проведенные исследования показали, что, несмотря на высокие прочностные свойства, исследуемая сталь обладает удовлетворительной пластичностью и может выдерживать невысокие суммарные деформации. Последующее старение деформированной стали при  $500^\circ\text{C}$  привело к увеличению микротвердости до 920  $\text{HV}$ . Сравнительные испытания на коррозионную стойкость показали, что исследуемая сталь превышает по коррозионной стойкости промышленные нержавеющие стали 12X18H10Т, 30X13.

#### СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ:

1. Мальцева Л.А., Левина А.В., Мальцева Т.В. и др. Заявка на патент РФ № 2013108764 от 27.02.2013 «Аустенитно-ферритная сталь с высокой прочностью».
2. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали. Учебник для вузов. М.: Металлургия, 1999, 408 с.

3. Сокол И.Я. Двухфазные стали. М.: Металлургия, 1964, 215 с.